

# **ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ЗАКАЛКИ И СТАРЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ РАСПАДА АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ**

***Соколовская Ю.А.***

*Руководитель - профессор, д.т.н. Березовская В.В.*

ФГАОУ ВПО Уральский федеральный университет имени первого  
Президента России Б.Н.Ельцина,  
г. Екатеринбург  
sokolovskaya-yulya@mail.ru

Высокоазотистые аустенитные стали (ВАС), получаемые в результате сложного технологического процесса – ЭШП под давлением азота, являются альтернативным, вместо никеля, решением проблемы рационального использования легирующих элементов в конструкционных сталях. ВАС имеют ряд значительных преимуществ перед Cr-Ni-сталями:

- экономия (низкая стоимость азота по сравнению с дорогостоящим никелем);
- сбережение природных ресурсов;
- биосовместимость за счет отсутствия никеля.

Первоначальное развитие стали получили благодаря более низкой стоимости, однако, в результате их подробного изучения было установлено, что ВАС характеризуются значительным повышением прочности и более высокой вязкостью по сравнению с другими сталями такой же прочности, повышенной стойкостью к общей и локальной коррозии.

С целью исследования влияния термической обработки, являющейся частью технологического процесса упрочнения ВАС, на структуру сталей 06X18AG19M2 и 07X16AG13M3 образцы были подвергнуты закалке от 950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1200 °С; а также закалке от 1150 °С со старением при 500 и 800 °С соответственно 2 и 50 ч. Микроструктура сталей изучена на металлографическом цифровом комплексе Альтами МЕТ 1 и приведена на рис. 1-3. Видно, что аустенит с правильной геометрической формой зерен после рекристаллизации у стали 1 образуется при температурах между 1000 и 1050 °С (рис. 1, а, б), а у стали 2 при 1100 °С (рис.2, б двойная сетка зерен. При этом средний размер зерна с ростом температуры аустенитизации практически не менялся и составлял 80 и 110 мкм соответственно в 1 и 2 сталях вплоть до 1200 °С.

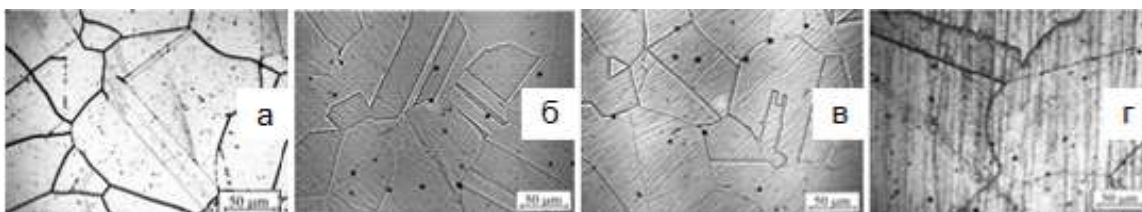


Рис.1. Микроструктура стали 1 после закалки от (а)-950 °С, (б)-1100 °С, (в)-1150°С, (г)-1200°С

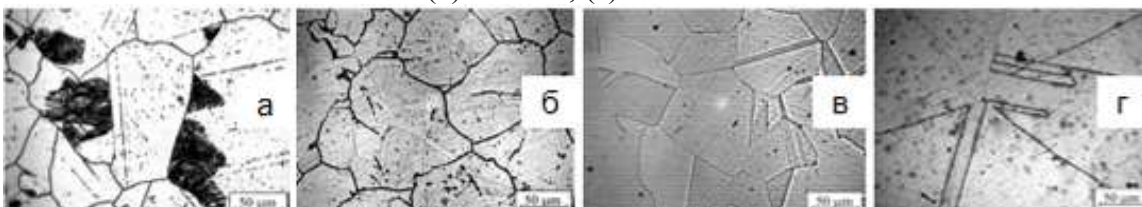


Рис.2. Микроструктура стали 2 после закалки от (а)-950 °С, (б)-1100 °С, (в)-1150 °С, (г)-1200 °С

Электронно-микроскопические исследования показали, что, как и в ВАС с никелем [1], аустенит претерпевает гомогенный распад с образованием изоморфного матрице нитрида  $\text{CrN}$  (рис.3, а, б) как после высокотемпературной обработки при ГД и аустенитизации, так и в процессе старения при 500 °С, проявляясь в большей степени в стали 2, что показано методом РСФА. Размер выделений составлял около 4 нм. Показано, что в обеих сталях старение сопровождалось процессами возврата и полигонизации (рис. 3, в, г).

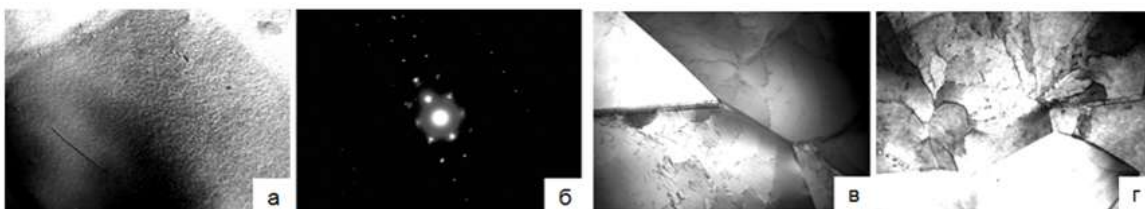


Рис.3. Гомогенный распад (а, б) и структура сталей 1 и 2 (в, г, соответственно) после старения при 500 °С, 1 ч

Длительная выдержка сталей при 800 °С привела к прерывистому распаду (рис. 4) с образованием колоний, состоящих из обедненного  $\gamma$ -твердого раствора и  $\sigma$ -фазы (на основе  $\text{FeCr}$ ), что согласуется с работой [1] и диаграммой состояния системы  $\text{Fe-Cr-Mn}$  [2]. В большей степени распад протекал в стали 2, и колонии росли в основном от границ зерен.

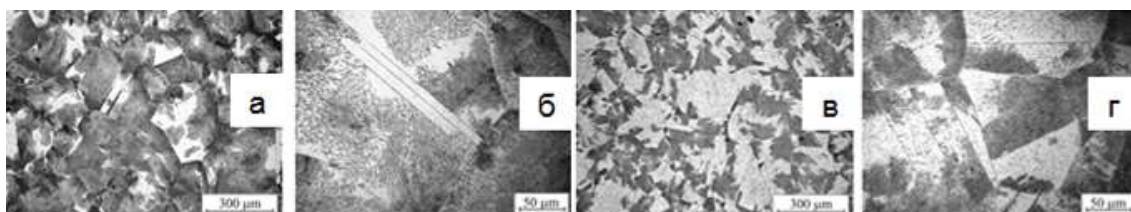


Рис.4 Микроструктура сталей 1 (а, б) и 2 (в, г) после закалки от 1150 °С и последующего старения при 800 °С, 50 ч

Результаты рентгеноструктурного анализа показали закономерное увеличение периода решетки аустенита с повышением температуры закалки от 950 до 1200 °С, связанное с гомогенным распадом при закалке и более ощутимое в стали 2, что и подтверждает ее большую способность к распаду. Кроме того, этим методом была определена степень распада аустенита после закалки от 1150 °С с последующей выдержкой при 800 °С, 50 ч, при которой образуется  $\sigma$ -фаза сложного состава. Показано, что период решетки  $\gamma$ -твердого раствора в стали 1 уменьшился на 0,0020 нм, а в стали 2 – на 0,0034 нм. Исходное значение периода решетки было  $a=0,3637$  нм. Уменьшение периода решетки в данном случае свидетельствует об обеднении  $\gamma$ -твердого раствора легирующими элементами Cr, Mo и Mn, входящими в состав  $\sigma$ -фазы.

## ВЫВОДЫ

1. Структура закаленных исследованных сталей 06X18AG19M2(1) и 07X16AG13M3(2) представляла собой аустенит со средним размером зерна 80-110 мкм. Методами РСФА и ПЭМ в этом состоянии не выявлено каких-либо других фаз, кроме нитрида CrN, причем, границы зерен свободны от выделений.
2. Менее стабилен к гомогенному распаду с образованием CrN при ГД и закалке  $\gamma$ -твердый раствор стали 2 (13% Mn), в то время как в аустените стали 1 (19% Mn) в большей степени развивается гетерогенный (прерывистый) распад при 800 °С, что подтверждается результатами оценки периода кристаллической решетки.
3. Возможность распада аустенита при закалке доказана расчетом периода решетки аустенита, и показано, что оптимальной температурой закалки сталей, позволяющей получить максимально пересыщенный твердый раствор, следует считать 1200 °С.
4. Таким образом, в стали с большим содержанием марганца распад аустенита не требует длительной выдержки и больших диффузионных перемещений атомов, в то время как в стали с меньшим содержанием марганца процессы распада аустенита требуют значительного развития траектории и времени диффузии.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Березовская В.В., Банных О.А., Костина М.В. и др. Влияние термической обработки на структуру и свойства высокоазотистой аустенитной коррозионностойкой стали 03X20AG11N7M2. *Металлы*, 2010, № 2. С. 34-43.
2. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Спр. изд. / Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. и др. М.: Металлургия, 1986. 440 с.